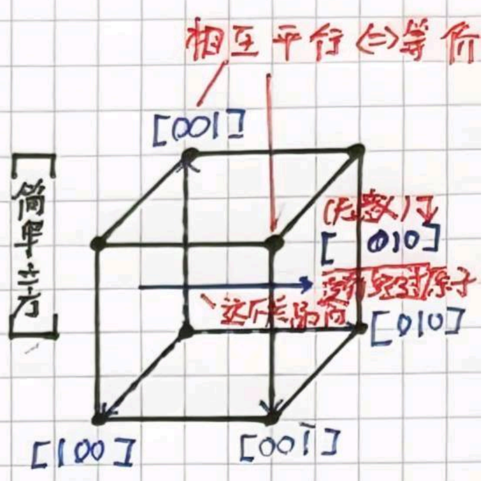
晶体学预备知识

晶向与晶向族

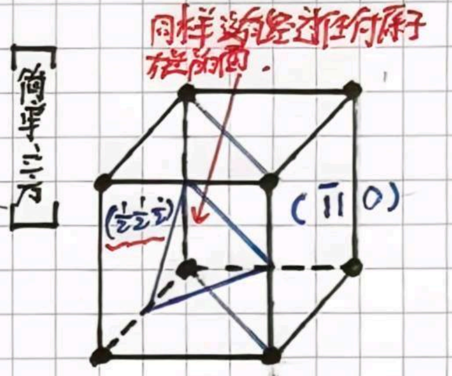
晶向是指晶体中原子线性排列的方向，通常使用米勒指数[hkl]表示，代表晶体内的特定方向如[1 0 0].



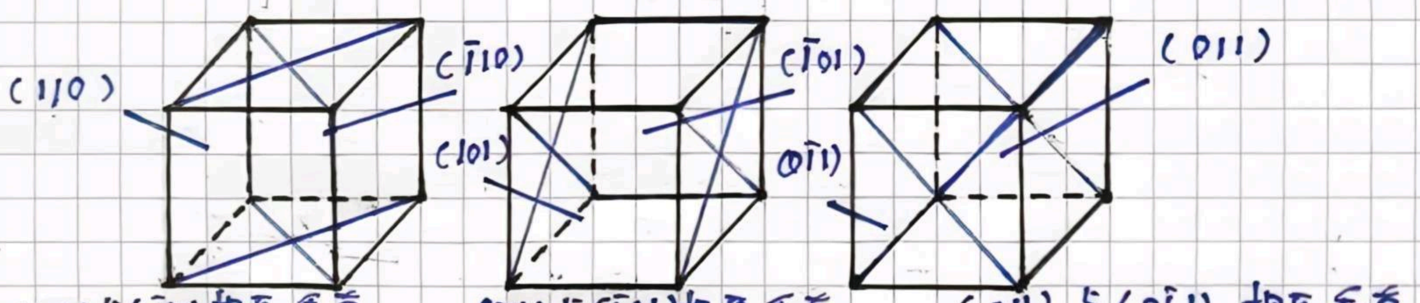
晶向族即由于晶体对称性而等价的所有晶向集合用<100>表示，它包括了<100>的所有相同排列即[100] [010] [001].且相互不平行.

晶面与晶面族

晶面是指晶体中原子平面排列的特定平面，并且米勒指数(hkl)表示，描述晶体内原子的平面取向，如(001).

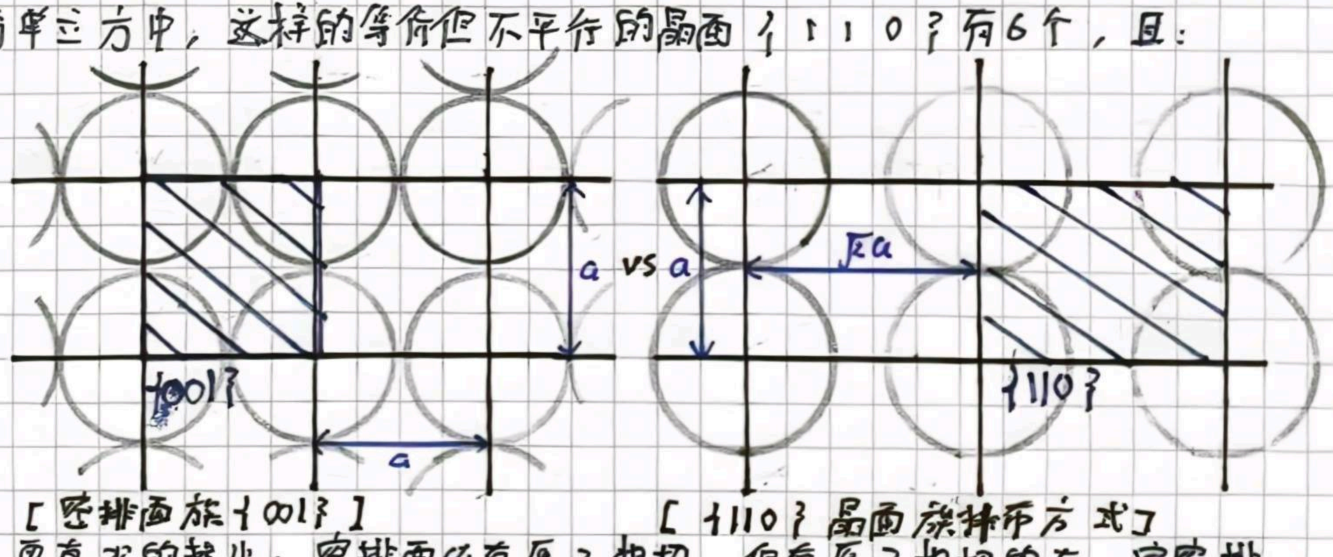


晶面族也是由晶体对称性，所有相互等价不平行晶面的集合. 用{hkl}表示. 例如：{110}. 包括了：(110),(101),(011);
($\bar{1}$10),($\bar{1}$01),(0$\bar{1}$1).



(110)与($\bar{1}$10)相互垂直 (101)与($\bar{1}$01)相互垂直 (011)与(0$\bar{1}$1)相互垂直

在简单立方中，这样的等价但不平行的晶面{110}有6个，且:

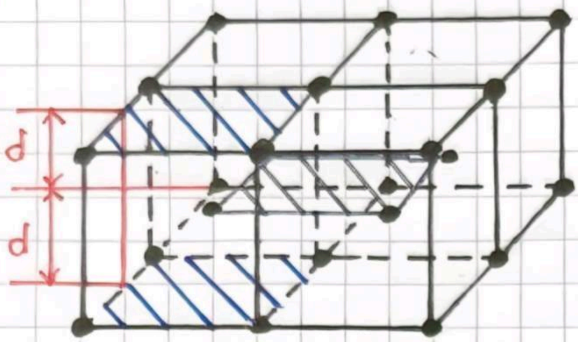


[密排面族{001}] [{110}晶面族排布方式]

可以更直观的看出：密排面必有原子相切，但有原子相切的不一定密排

BCC晶格中常见晶面的晶面间距

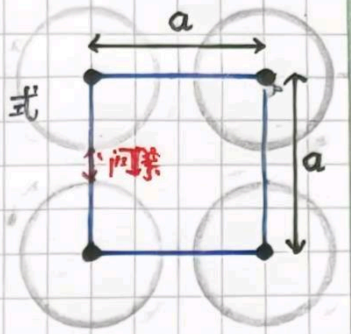
(100)晶面



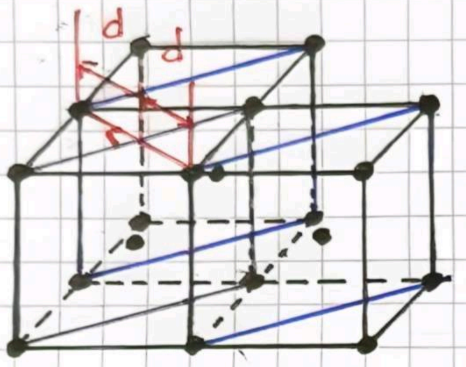
{100}晶面族有：
(100) (010) (001) 三个等价晶面
沿垂直晶向[001]，在一个晶胞当中，
存在有3个晶面即：

$d_{(100)} = \frac{1}{2}a$

(100)晶面的排布方式
如图所示：
角顶原子都有间隙



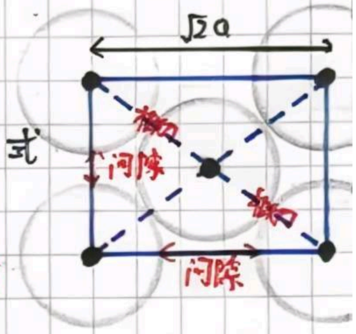
(110)晶面



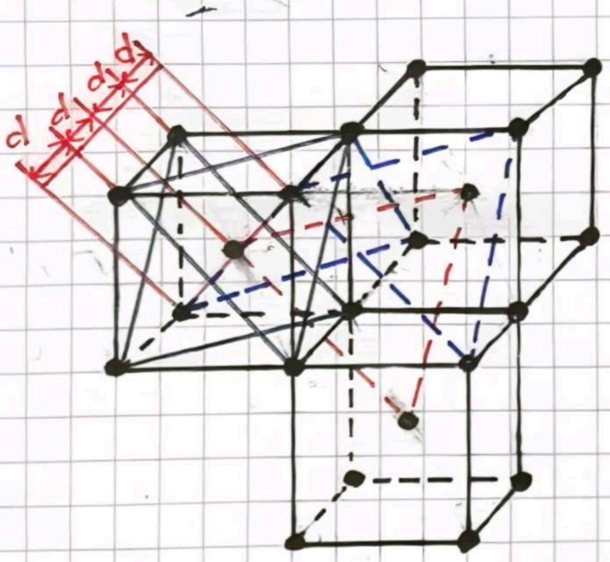
{110}晶面族有：
(110) (101) (011)；
$(\bar{1}10)$ $(\bar{1}01)$ $(0\bar{1}1)$ 六个等价晶面
沿垂直晶向[110]，在一个晶胞当中，
存在有3个晶面即：

$d_{(110)} = \frac{\sqrt{2}}{2}a$

(110)晶面的排布方式
如图所示：
密排方向相切
长方形角顶原子有间隙



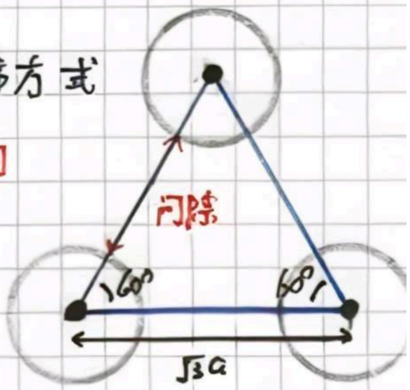
(111)晶面



{111}晶面族有：
(111) $(\bar{1}11)$ $(1\bar{1}1)$ $(11\bar{1})$
四个等价晶面
对BCC的[111]晶向，与之垂直的晶面
(111)有5个，将其分为4段：

$d_{(111)} = \frac{\sqrt{3}}{4}a$

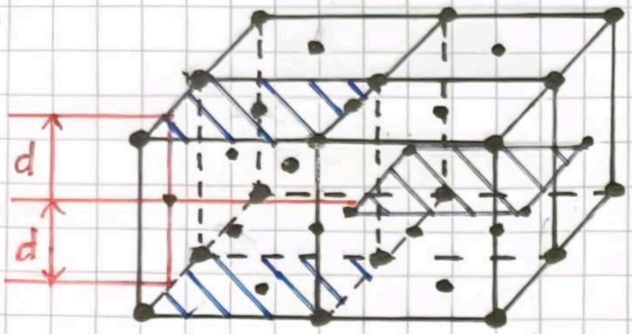
(111)晶面的排布方式
如图所示：
(111)晶面的原子间
间隙较大



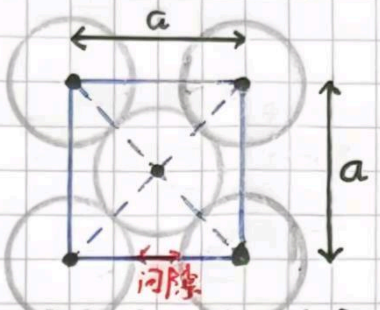
注意：
1. 晶面在一个晶胞的数量计算时，要使该晶胞中原子完全被占用且没有其他晶胞延展的晶面穿过。
2. BCC的密排面原子间有间隙，即允许之后讨论滑移时的一些变化。

FCC 晶格中常见晶面的晶面间距

(100) 晶面



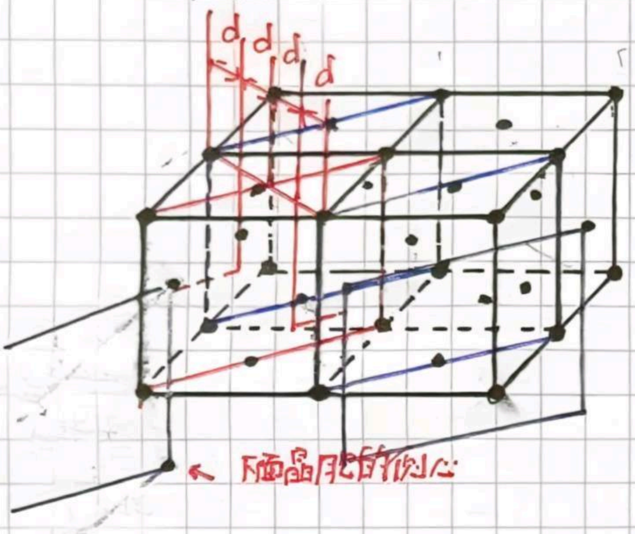
{100} 晶面族的原子排布方式如下：



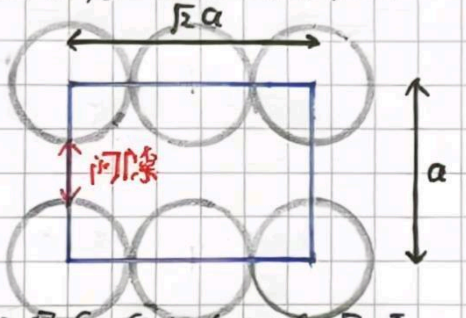
且沿 [100] 晶向有 3 个平行晶面：

$d_{(100)} = \frac{1}{2}a$

(110) 晶面



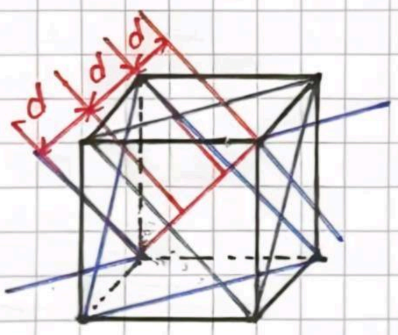
{110} 晶面族的原子排布方式如下：



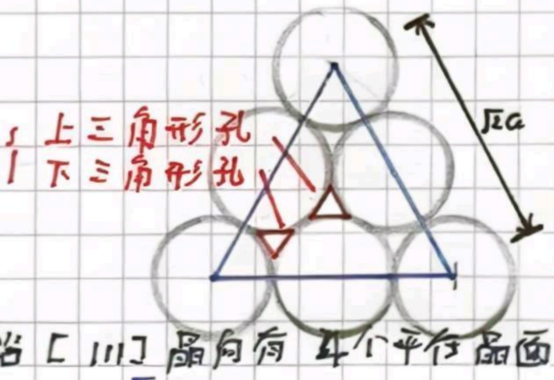
且沿 [110] 晶向有 5 个平行晶面：

$d_{(110)} = \frac{\sqrt{2}}{4}a$

(111) 晶面



{111} 晶面族的原子排布方式如下：



FCC为：A-B-C 堆垛方式 相同孔的对齐即为同一类型

且沿 [111] 晶向有 4 个平行晶面：

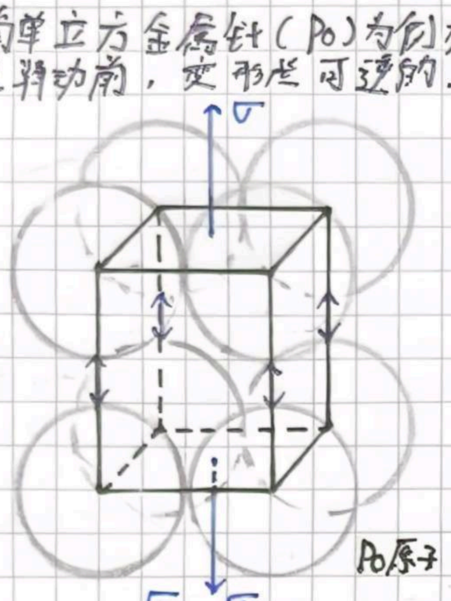
$d_{(111)} = \frac{\sqrt{3}}{3}a$

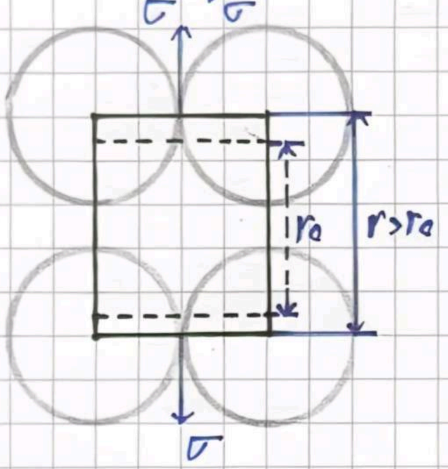
说明

晶面间距与晶面上原子排布方式与晶面堆积密度相关。[illegible]是最密排面.

金属的应力应变概述

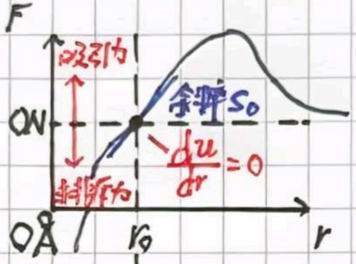
从简单立方金属钋(Po)为例在拉伸时，当拉力不足以将原子层拉到足以相互滑动前，变形是可逆的。



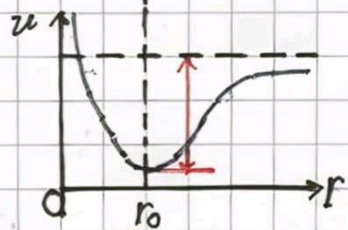


此时层与层之间的距离被拉长，而晶体的整体点阵是没有发生根本变化的。

故而，属于可恢复的弹性形变且：



作用力与间距



结合能与间距

原子晶格变形由原子间作用力大小决定，也即杨氏(弹性)模量推导：

记 $r=r_0$ 时的作用力斜率：

$$S_0 = \frac{dF}{dr} = \frac{d^2u}{dr^2}$$

由于能量与力的关有二阶导关系如上。

即弹性变形所需外力为：

$$F = S_0(r-r_0)$$

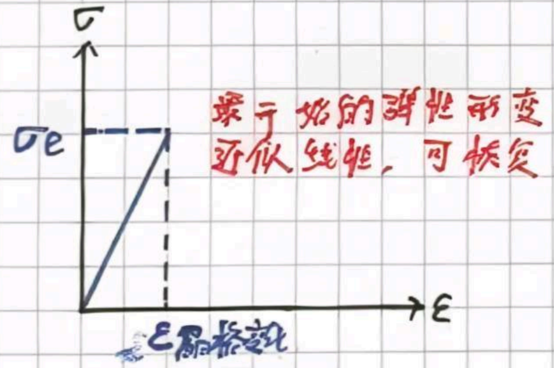
即：同除 r_0^2，得应力为 σ：

$$\frac{F}{r_0^2} = S_0\frac{r-r_0}{r_0^2} \Rightarrow \sigma = \frac{S_0}{r_0}\varepsilon$$

得：理论杨氏模量公式：

$$E_{杨氏模量} = \frac{S_0}{r_0} = \frac{1}{r_0}\cdot\frac{dF}{dr}$$

因为 r 的变化很小，所以 E 近似为常数，故：

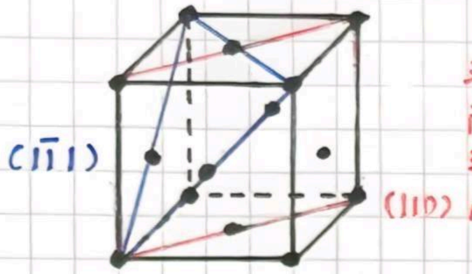


显然，当拉得太开，原子就可以在原子层上滑动，若发生影响跨层的变化即孪晶变形，也就是塑性变形，晶体晶格发生了不可逆变化。

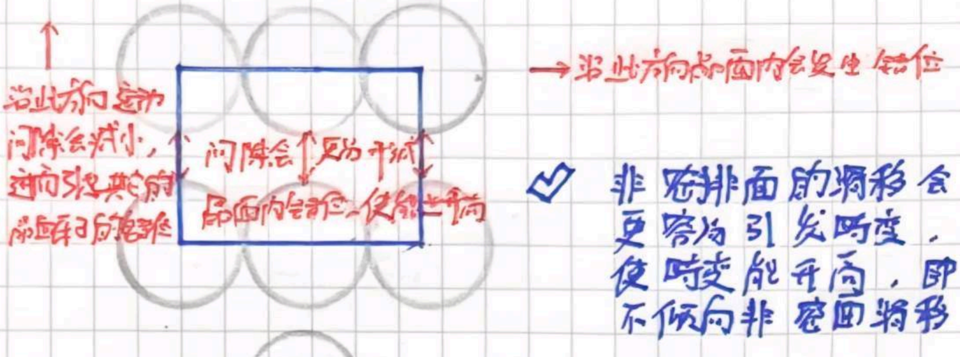
当外加的作用力大到一定程度之后，会使材料中的原子晶面开始滑移，若滑移仅沿当前晶面，则表现为位错的运动，最终会在表面形成台阶；若滑移影响到相邻晶面，发生晶面间原子运动，其会在表面形成斜坡.

滑移系

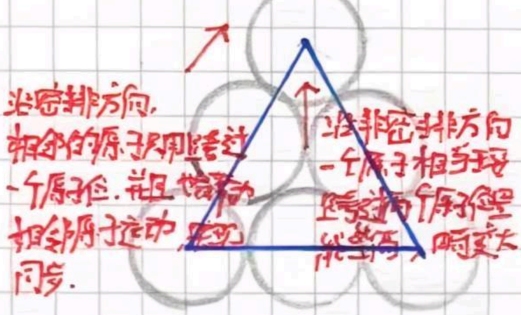
滑移系包含了晶面以及这个晶面的滑移方向，通常，为了保证滑移晶，在滑移过程中的相对稳定，控制畸变，以防大量的畸变能，从而存在：



FCC 晶胞



非密排面的滑移会更容易引发畸变，使畸变能升高，即不倾向非密面滑移.



滑移面常是密排面，并且滑移的方向，也常是最密排方向，这样能量最优.

因此，定义滑移系为，在晶体晶胞中，所有的滑移面以及滑移方向（面上），组合.

FCC 晶胞中的滑移系

最密排面：(111)　$(\bar{1}11)$　$(1\bar{1}1)$　$(11\bar{1})$

最密排方向：$[110]$　$[101]$　$[011]$
$[\bar{1}10]$　$[\bar{1}01]$　$[0\bar{1}1]$

滑移系写作：（滑移面）[滑移方向]，于是对于 FCC，就有：

$(111)[\bar{1}10]$；$(111)[\bar{1}01]$；$(111)[0\bar{1}1]$；

$(\bar{1}11)[110]$；$(\bar{1}11)[101]$；$(\bar{1}11)[0\bar{1}1]$；

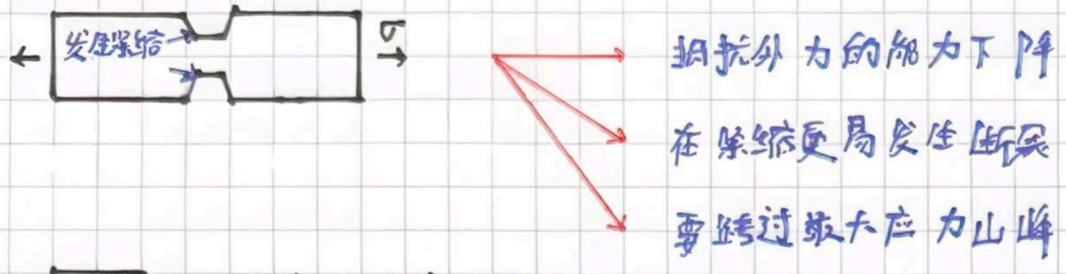
$(1\bar{1}1)[110]$；$(1\bar{1}1)[\bar{1}01]$；$(1\bar{1}1)[011]$；

$(11\bar{1})[\bar{1}10]$；$(11\bar{1})[101]$；$(11\bar{1})[0\bar{1}1]$；

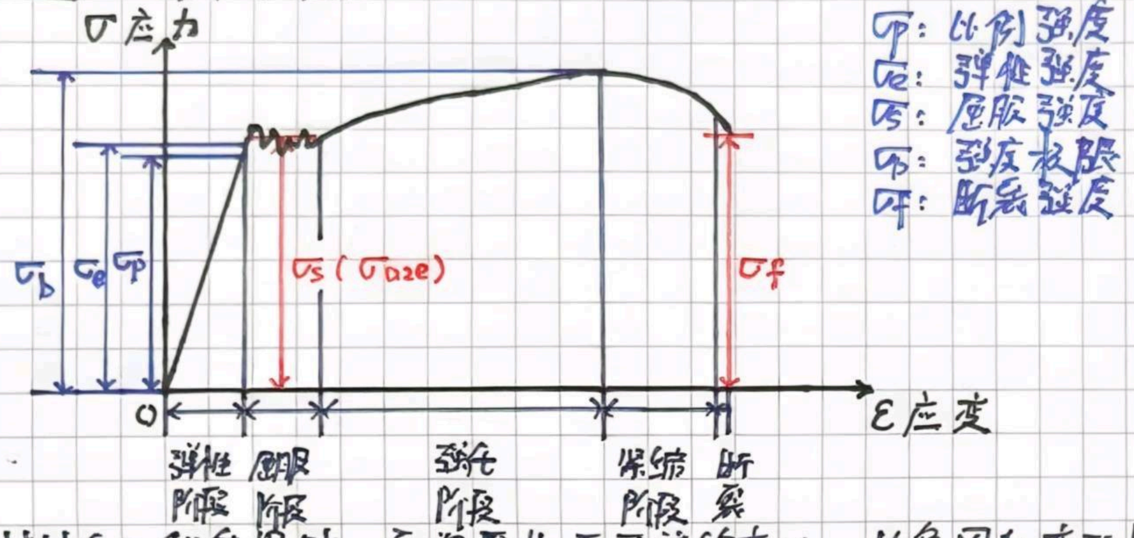
↳ FCC 晶胞中有 12 个滑移系.

在先前的讨论中，BCC 的最密排面上并不完全相切，存在的间隙，允许 BCC 的滑移面发生变化，但最密排方向上，有滑移方向不变.

在发生滑移后，若继续加大应力，在跨过最大应力后，材料对外力的抵抗会发生减弱且材料的某处会发生紧缩以及应力集中现象。从而，进一步加快材料的断裂。



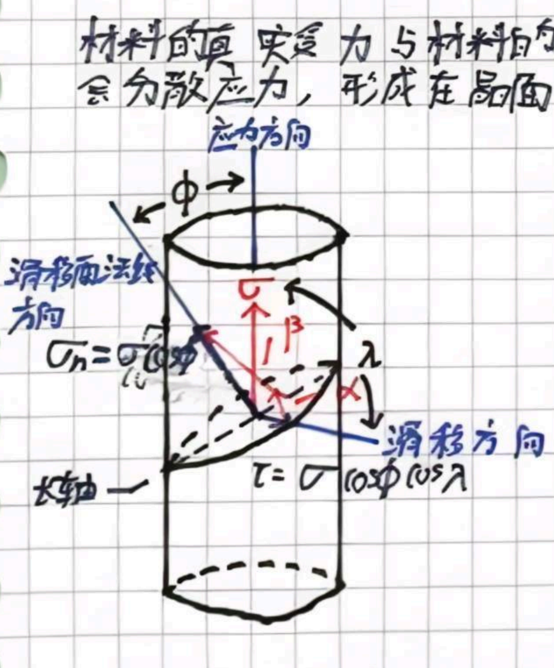
工程应力应变曲线



材料在工程使用时，不许发生不可逆的变形，以免因为变形发生对结构进行破坏，使结构的受力发生变化等，都是不允许的。不过本章节当中，对强化阶段、紧缩阶段以及断裂的讨论研究，有利于就材料的成型以及失效的理解以及材料选择和材料优化等。

应力的作用形式和作用

材料的真实受力与材料的晶体结构有关，这些晶体结构是各向异性的，会分散应力，形成在晶面上的：切应力，正应力，转向力（力矩）。



滑移系的分切应力 τ：施密特定理

$$\tau = \sigma\cos\phi\cos\lambda = \frac{F}{A_0}\cos\phi\cos\lambda$$

注意：

①ϕ 与 λ 不一定在同一平面之内；

②滑移方向不一定与长轴相一致。

效果：

τ：使系发生滑移

α：将滑移方向向长轴上拉转，使 ϕ 与 λ 夹面

β：将滑移拉垂直

因此，晶面的受力是复杂的，在固定支架下，综合表现为：

※ 晶面的滑移以及材料伸长的变化

※ 滑移系的旋转以及倒转，使材料保持其外形不发生显著变化

晶界滑移的初始滑移系

由施密特定理，最先开始滑移的晶面与方向，极大概率是切应力最大的滑移系，并且由：

$$\tau = \sigma\cos\phi\cos\lambda = \sigma\frac{|\vec{e}_{力方向}\cdot\vec{e}_{平面法线}|}{\sqrt{\vec{e}_{力方向}}\sqrt{\vec{e}_{平面法线}}}\cdot\frac{|\vec{e}_{力方向}\cdot\vec{e}_{滑移方向}|}{\sqrt{\vec{e}_{力方向}}\sqrt{\vec{e}_{滑移方向}}}$$

当 $\cos\phi\cos\lambda$ 最大时，τ 最大，不过：

① $\cos\phi\cos\lambda > 0$ 时才有效，若 $\cos\phi < 0$ 或 $\cos\lambda < 0$，方向应取反；
② 分母是一定的，在确定晶体结构后，主要关心分子。

□ FCC晶体在[321]方向进行拉伸时，始滑移系：

求向量积

力的方向：[3 2 1]

全正应力面：$(\bar{1}11)$

最密排面	密排方向
(1 1 1) 6	$[\bar{1}10]$ −1；$[\bar{1}01]$ −2；$[0\bar{1}1]$ −1
$(\bar{1}11)$ 0	[1 1 0] 5；[1 0 1] 4；$[0\bar{1}1]$ −1
$(1\bar{1}1)$ 2	[1 1 0] 5；$[\bar{1}01]$ −2；[0 1 1] 3
$(11\bar{1})$ 4	$[\bar{1}10]$ −1；[1 0 1] 4；[0 1 1] 3

显然，$(11\bar{1})[011]$ 滑移系的 $\cos\phi\sin\lambda$ 最大，即：

在[321]外力方向下，$(11\bar{1})[011]$ 是始滑移系，其所受切应力最大。

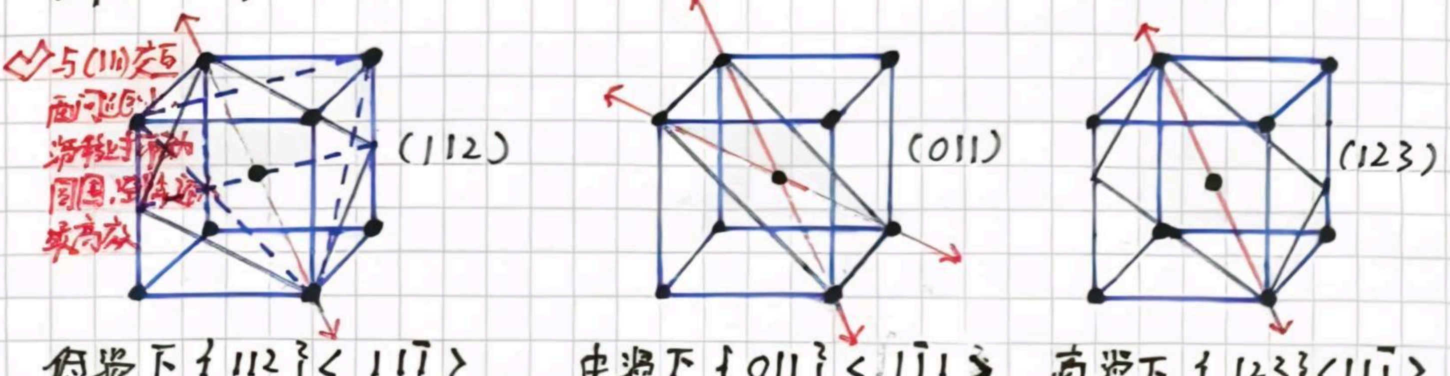
□ 关于施密特定理特别说明

① 施密特定理只是一个近似定理，其假定的是单晶纯材料；

② 施密特定理可用于密排堆块结构HCP、FCC，但对于BCC材料，由于(110)的非完全对称与间隙，会受到温度、取向等的影响；

③ 当材料中存在少量杂质原子时，材料强度有显著提高，并且有材料越纯净，分切应力临界越低，本质是外源原子的晶格能变以及与原原子的相互作用。

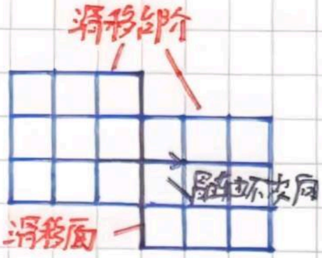
体心立方BCC的常晶面中的间隙都较大，除密排方向最稳定外，其晶面滑移受外部影响因素大。



低温下 $\{112\}\langle 11\bar{1}\rangle$　中温下 $\{011\}\langle 1\bar{1}1\rangle$　高温下 $\{123\}\langle 11\bar{1}\rangle$

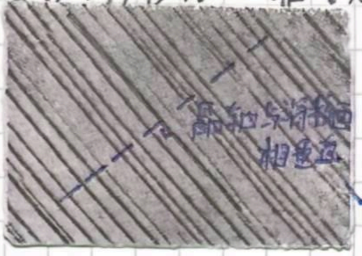
滑移变形与孪生变形

滑移变形



滑移变形是延着滑移面和滑移方向的一致运动，并且不改变晶体的晶轴方向.

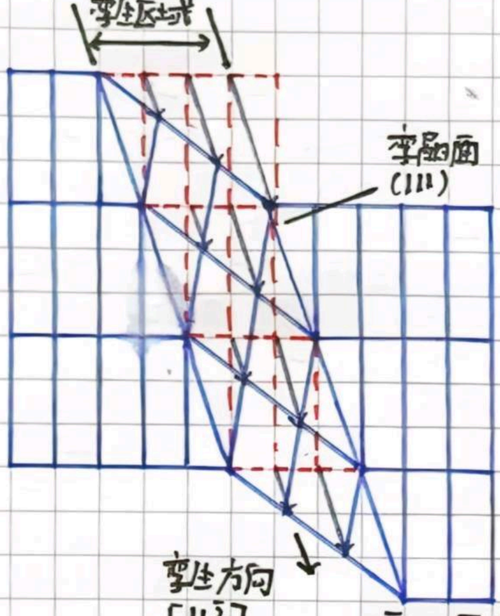
铜的滑移系金相示意图



滑移后所在金相制样的打磨和腐蚀之后，就不能察觉了.

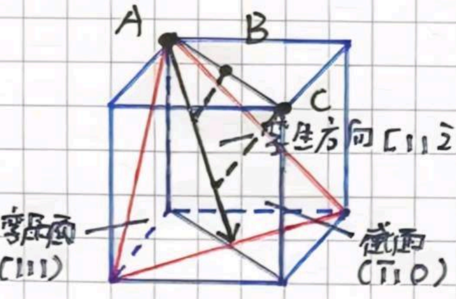
滑移面处的局腐蚀区域，并形成黑线

孪生变形



$(\bar{1}10)$面截面图

FCC晶体中孪晶形成



滑移前 ABC ABC ABCABC

滑移后 ABC AB C BACBAC

孪晶面

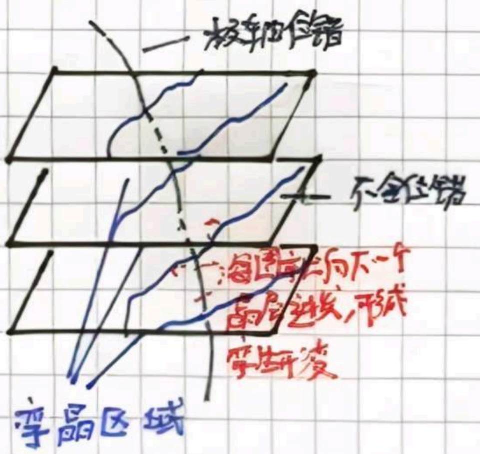
发生孪生变后，
从孪晶面对镜面标定，
呈镜面对称.

特点：
晶体中相邻孪生面沿孪生方向移动$\frac{1}{3}$的位置，
下一层会在于上一层的位置再移动$\frac{1}{3}$的位置.

吕 孪生变形会引起晶轴的改变.

孪生机制 —— 以FCC为例：极轴位错机制

"极轴"本身通常是一个或一组具有特定取向和伯氏矢量(Burgers vetor)的位错，极轴位错通常是相对固定的.



✓ 简单来说极轴就像一个中心柱，
孪生位错围绕着它一圈圈地"盘旋上升"
(在原子尺度上是在相邻晶面滑移)，
每一圈(或每一层滑移)就形成一层的孪晶结构.

吕 这有效地解释了，孪晶是如何从几层的原子发展为宏观可见的厚度.

孪生因素 —— 影响孪生的因素

✓ 材料受力发生塑性变形时，一般发生滑移，因为孪生变形的临界应力大于滑移的临界应力.

⇨ 当以下因素发生变化时，孪生更容易发生：

- □ 滑移系数目
  滑移系数目越少，越容易发生孪生；
- □ 变形温度
  材料变形温度越低，越容易发生孪生；
- □ 变形速度
  材料变形速度越快，越容易发生孪生；
- □ 层错能
  层错能越低，孪生应力也越低，孪生越容易.

Q 金属发生孪生变形的比较

密排六方	体心立方	面心立方
常温 常速	低温 冲击	极低温 高速冲击

孪生滑移 —— 两者的异同分析

铜的孪晶晶相示意图示

相同点
都是在切应力下运动
都是因位错的运动

不同点

(1) 临界应力大小
孪生所需的切应力比滑移大，
只有在难以发生滑移时才发生孪生变形；
当低温与较快变形条件出现时，易孪生.

(2) 变形方向（晶位象）
滑移不改变晶体位象，晶轴不转向；
孪生会改变晶体位象，晶轴转向.

(3) 金相差异
滑移在金属表面形成台阶；
孪生在金属表面形成斜坡.

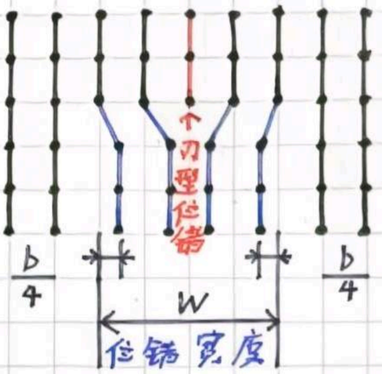
★(4) 相互作用（关联性）
孪生变形后，可能有助于后续的滑移变形.

⇔ 即滑移基面不利于滑移且与外力方向越来越平行时，不滑移，待孪生改变位象使基面利于滑移时，孪生中止，继续滑移.

✓ 孪生变形在 HCP 结构中具有重要地位，对于 FCC 与 BCC，在低温冲击状态下具有重要意义

滑移、孪生与位错

晶体中已滑移部分与未滑移部分的分界是位错，不过这种分界线并没有明显的界线，实质上是一个过渡区域，这个过渡区域就称为位错的宽度



位错宽度是影响位错运动难易程度的一个重要因素，位错宽度越大，说明晶体畸变能越低，位错越易动。

在理想晶体中，位错在点阵周期场中的运动所克服阻力称之为派-拉力，在连续介质模型下有近似：

$$\tau_{P-N} = \frac{2G}{1-\nu} e^{-\frac{2\pi W}{b}}$$

$$W = \frac{d}{1-\nu}$$

其中，d为滑移面间距，b为滑移方向上原子间距，ν为泊松比，W为位错宽度。

➪位错宽度大，位错运动时其他原子的相应运动越小，即阻力越小。

✓位错宽度W越大，滑移所需的τ_{P-N}就越小，位错的滑移运动就越易进行。

➪孪生即由于层错而进行的位错一种运动。

在理想晶体中，孪生通常涉及位错解离成为分位错（shockley部分位错），形成层错进一步扩展为孪生带位错宽度与层错能相关：

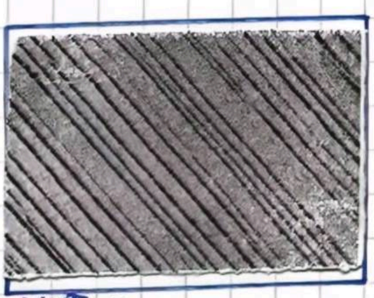
$$d \approx \frac{Gb^2}{8\pi\gamma} \Longleftrightarrow W \propto \frac{1}{\gamma}$$

其中，γ为层错能，其与位错宽度W成反比。

✓位错宽度W越大，孪生所克服的γ就越小，位错的孪生运动就越易进行。

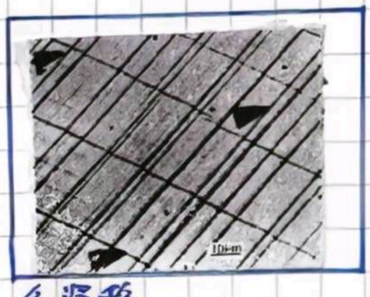
- 高层错能γ ⇒位错宽度W越小⇒交滑移所需影响的面就越少 ⇒易滑移；
- 低层错能γ ⇒位错宽度W越大⇒孪生所需要的总层错能越少 ⇒易孪生。

单滑移、多滑移和交滑移



单滑移

单滑移：
晶体材料在塑性变形过程中，仅有一个滑移系被激活，位错主要沿该滑移系移动，导致晶体沿单一方向发生形变。
它的特点是变形比较均匀，滑移带在晶体内形成规则滑移线，形变主要由单一滑移系的位错贡献。



多滑移

多滑移：
晶体材料在塑性变形过程中，多个滑移系同时被激活，位错在多个滑移面和方向上滑动，导致复杂的形变。多滑移通常发生在多个施密特因子相近的受力状态下。
它的特点是滑移带交错，形成复杂的位错网格，可能导致位错的缠结和加工硬化。

交滑移

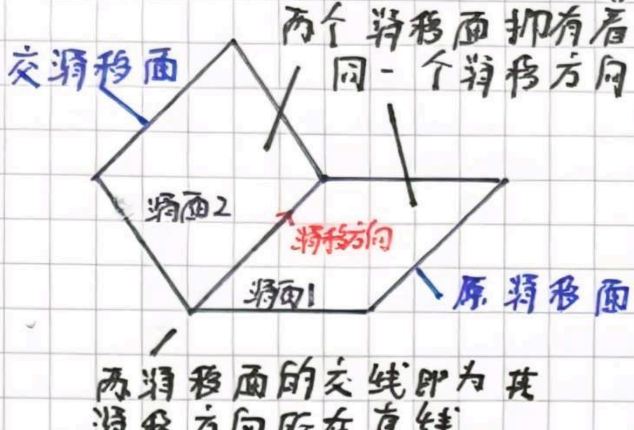
交滑移：

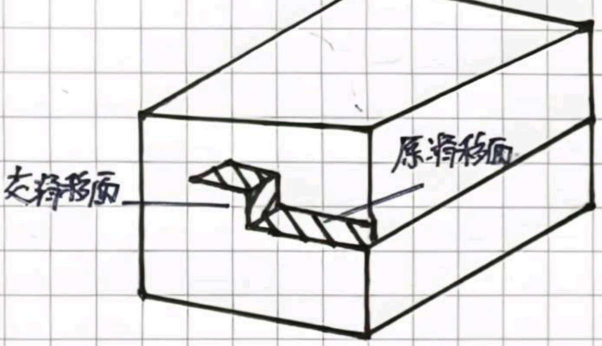
交滑移特指螺型位错在运动过程中，从其原来的滑移面（主滑移面）转移到另一个与原滑移系的

✓新滑移面与原滑移面相交

✓滑移方向不发生改变（柏氏矢量相同）

这种现象即称之为交滑移。





发生条件

✓必须是螺型位错。

→螺型位错运动方向与其伯氏矢量平行，可以更换滑移面，只要保证相同伯氏矢量

→刃型位错的滑移面是唯一的，由位错线和伯氏矢量共同决定，不发生交滑移

✓必须存在一个可以进行滑移的、且与原滑移面相交的交滑移面，并且这个面上，作用有足够大的分切应力来驱动位错在新平面上移动。

作用意义

✓使位错能够绕过障碍物，促进塑性变形的进行。

✓是材料加工硬化的原因之一，因为交滑移形成的交滑移面可能会影响其他位错。

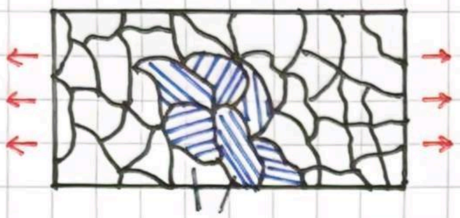
总结

如果把单滑移看作位错在一条"高速公路"（主滑移面）上行驶，多滑移看作同时有多条"高速公路"在通车，那么交滑移就像是螺位错这辆车从一条高速公路通过"匝道"（交滑移过程）换到了另一条可以行驶的高速公路（交滑移面）上。

材料的变形与断裂

相比单晶体中连续存在的位错机制，在多晶体中，由于晶粒间的取向、大小、晶界等的存在，变形在多晶体中，在晶粒间的迁移本身以及晶粒变形时周围四周晶粒的相互协调将进一步影响位错的运动.

多晶体的特点.



晶粒的取向不同

✓ 取向性不同：
多晶体中每个晶粒在空间的取向是任意的.

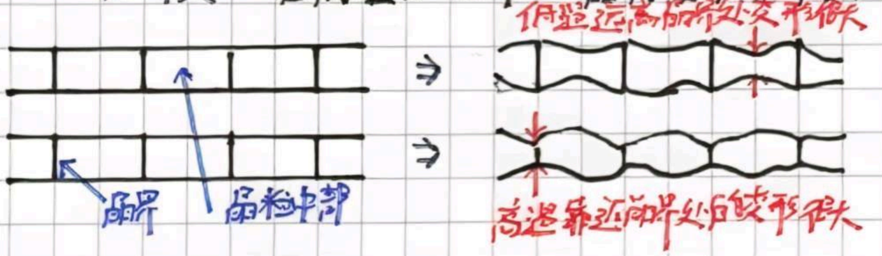
✓ 位向突变表现为几原子厚的晶界
相邻两个晶粒间位向有突变，存在约几个原子厚度的晶界.

✓ 位向变化越少，晶界处就越有序
两晶粒间取向差小，晶界上的有序度增加.

晶界，实际上就是晶粒和晶粒之间的过渡区域

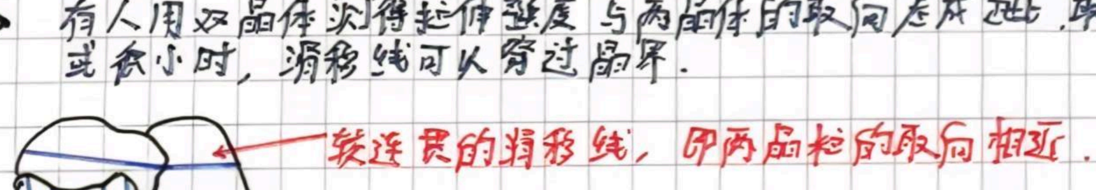
□ 晶粒的取向不同，在外力下的施密特因子也不同，在变形时，就有：

▷ 各晶粒的形变量是不均匀的
▷ 每个晶粒内形变也是不均匀的
▷ 晶界处的形变量比变形中部要小（室温）
晶界处在高温的变形比晶内要大（高温）
} 重要



□ 晶粒取向的不同，晶界处稀疏的原子排布，会使滑移的运动有变化：

▷ 一般会观察到滑移线终止于晶界附近
▷ 有人用双晶体测得拉伸强度与两晶体的取向差成正比，取向差为零，或很小时，滑移线可从穿过晶界.



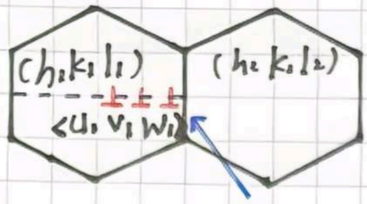
多晶体变形的特点

█ 各晶粒开始滑移的不同时性

各晶粒位向不同，作用在不同晶粒滑移系上的分切应力也不相同，位向有利的晶粒先滑移.

⇨ 多晶体中各晶粒的施密特因子不同，因子越大越先开动.

晶界阻碍晶体滑移



原子排列在晶界处不连续，位错运动到晶界处被晶界阻碍而无法越过晶界，形成位错塞积群.

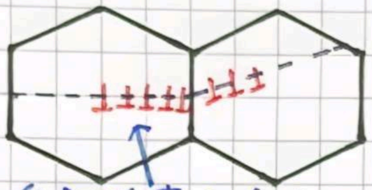
滑移线和孪晶带大多终止于晶界附近.

大量位错会在晶界处发生塞积

在高温变形和纳米多晶变形时，晶界会促进晶体的变形.

✓ 晶界滑动造成的宏观塑性变形较小.

相邻晶粒滑移的传递性 | 传递性



随着位错塞积越来越多，形成位错塞积群，使得领先位错周围的应力场不断增加，当这个力场在相邻晶粒内切应力大到足以开动新的位错时，即完成了位错传递.

位错的塞积会产生大量应力
促使相邻晶粒的位错开动，

各晶粒间的滑移变形需协调 | 协调性

体心立方
面心立方　至少有12个独立的滑移系 ⇒ 相邻晶粒间的变形容易协调
✓密排面的协调

密排六方　一般只有3个独立滑移系 ⇒ 协调性较差，如Mg、Ti、Zr
✓需要非密排面，特别是从密排面的滑移或孪生变形来协调.

细晶强化及其机理

品 细晶强化是唯一能同时提高材料强度和韧性的强化途径.

✓ 细晶强化可以提升多晶材料韧性的相关解释

细小的晶粒其协调性更好，周围晶粒所做让步更小，即不易产生裂纹

[协调性好]
[难应力集中]
[微裂纹难萌发，难扩展]

晶粒越细小，晶界的面积越大，晶界就越加曲折，越不利于微裂纹扩展.

晶粒越细小，晶粒中能塞积的位错有限所产生应力场也较小，不易应力集中，即不利于微裂纹的产生

※ 晶粒尺寸小于40nm时，一般 $\sigma_{ys} = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}}$ 失效，即反Hall-Petch现象.

材料的变形与断裂

金属在冷塑性变形加工后，强度和硬度会升高，塑性和韧性下降的现象，称之为：金属的形变强化、加工硬化或冷作硬化.

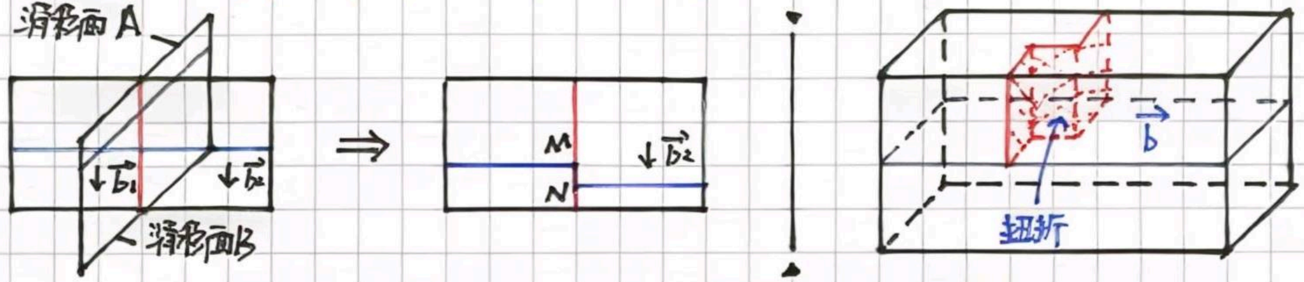
形变强化的位错机制

- 位错交割　形成割阶　阻碍位错运动
- 位错反应　形成固定位错　阻碍位错运动
- 位错增殖　提高位错密度　阻碍位错运动

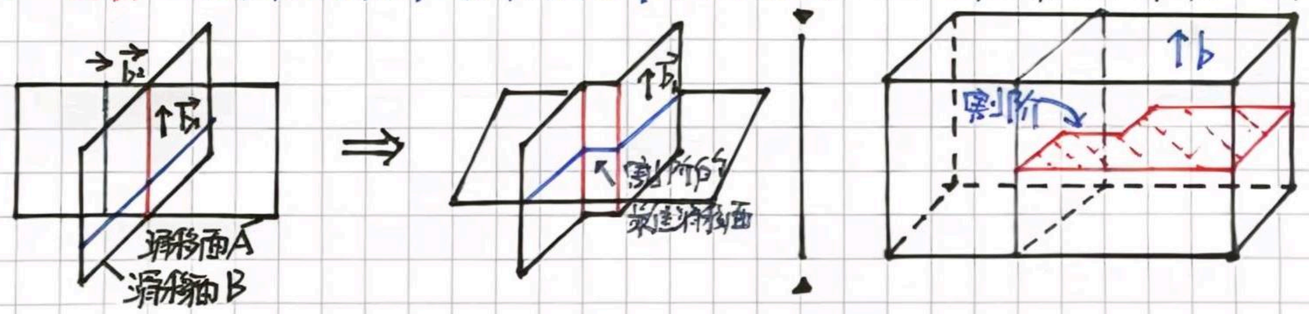
位错交割形成的割阶

在发生多系滑移之后，在两个相交滑移面上运动的位错会相互交截，原来的直线位错经交截后就会出现弯折部分.

⇨ 扭折　滑移面与原位错滑移面相同的弯折　其基本不影响原位错运动



⇨ 割阶　滑移面与原位错滑移面不同的弯折　对原位错运动有阻碍作用



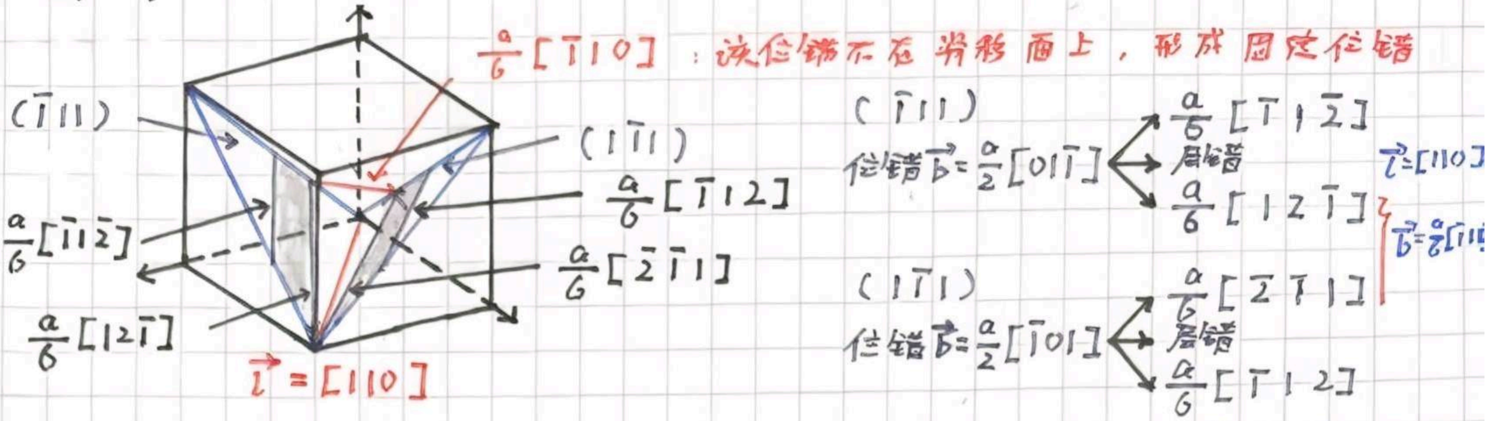
[■] 扭折　螺位错　可动
　　割阶　刃位错　可动，但阻力很大

位错反应形成固定位错

两个滑移面上的位错相遇，若都可以分解为一定的不全位错，则在合适的情况下，会形成一个固定位错.

固定位错 → 滑移面不是晶体的固有滑移面
　　　　 → 固定位错本身不滑移运动，且阻碍其他位错运动
　　　　 → 最典型的固定位错有：梯杆位错

梯杆位错（压杆位错）的产生机制



此时两个相交的滑移面上的分位错，会反应形成固定的位错 $\vec{b}=\frac{a}{6}[\bar{1}10]$，这个位错的滑移面不在原位错的任何一个面上，就像压在位错之上一样，故称之为：梯杆位错（压杆位错），与它相连的层错和分位错合称之为：面角位错（层顶位错）。

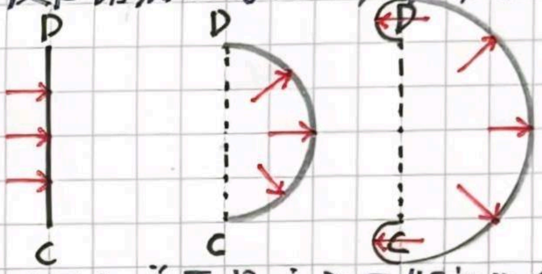
位错殖增形成更多位错

金属在变形之后会引起位错的大量增殖，机制有：

- □ 弗兰克－瑞德（F－R）源机制
- □ L 源机制
- □ 双交滑移机制

F－R 源机制

位错的两端被钉扎后将不会运动，但当位错线仍会受力，当所施加的应力大到可以使位错发生弯曲时，位错就开始F－R源机制增殖。



当在切应力作用下，其外围的位错闭环后，将增殖出一个新的位错环

而原来的钉扎位错在增殖后恢复。

F－R 开动后也并不是永远不断放出位错，当位错环遇有阻碍，又会产生反作用力从而中止位错的增殖。

材料的变形与断裂

金属的强化方式有固溶强化、加工硬化、细晶强化以及第二相强化。其中，细晶强化是唯一在保障韧塑性不退化而强化硬度强度的方法。

固溶强化

在形成单相固溶体后，合金变形时的临界切应力都高于纯金属，这叫作：固溶强化。

对于间隙固溶体：

① 处在间隙的原子会引起晶格的畸变

② 晶格畸变会阻碍位错的运动过程

✓ 间隙原子与原格点原子的半径差较小，畸变就越大

它们电负性差越大，畸变越大

对于置换固溶体：

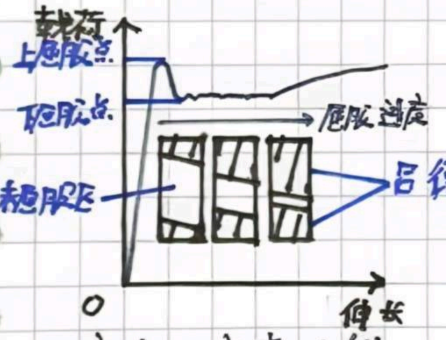
① 置换原子会引起原始晶格的畸变

② 置换原子的电性差也会引起畸变

✓ 置换原子与原格点原子的半径差越大，畸变就越大

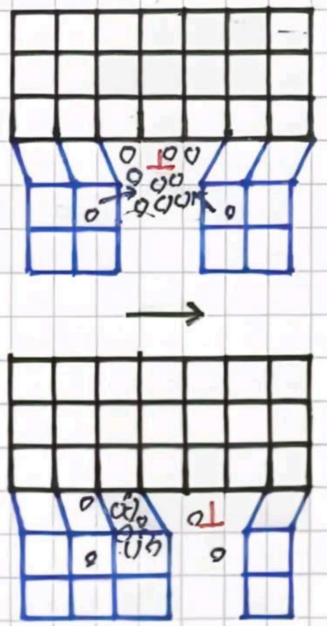
它们电负性差越大，畸变越大

低碳钢的屈服和应变时效



应力-应变曲线

柯氏气团对刃型位错的钉扎



在屈服过程中，碳原子以及其他原子会在刃位错下方偏聚，形成柯氏气团

刃型位错的运动会被严重阻碍从而就形成上屈服点

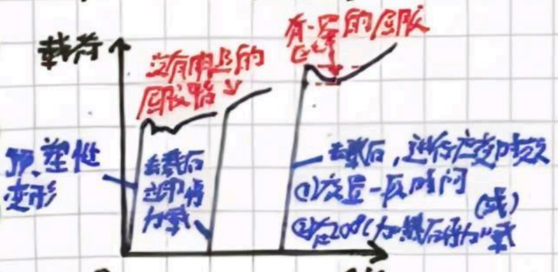
而刃型位错一旦脱过柯氏气团之后的运动会由于先前的偏聚，后续运动时的阻力降从而容易的多得多：下屈服点

要点：

✓ 柯氏气团本质上是碳原子在位错的偏聚

✓ 碳移动后，原位时变恢复

应变时效的基本概念：



应变时效现象：

如果在预载微变形后：

①在室温下放置较长的一段时间，或者；

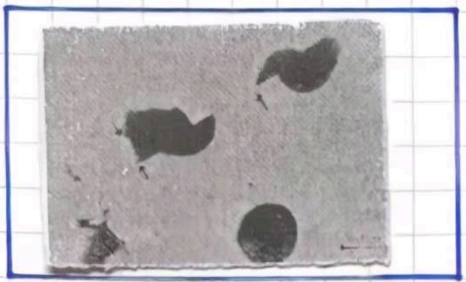
②在低温预载后，经过一段小时间的加热，

之后再进行加载试验，屈服点出现，屈服升高

称之为应变时效现象。

弥散强化（第二相对合金变形的影响）

合金中的第二相对位错运动，可有两种情况：
第一种是，第二相可以变形，位错通过第二相时，可以切过第二相结构；
第二种是，第二相不能变形，位错只能绕过第二相，再向前运动。

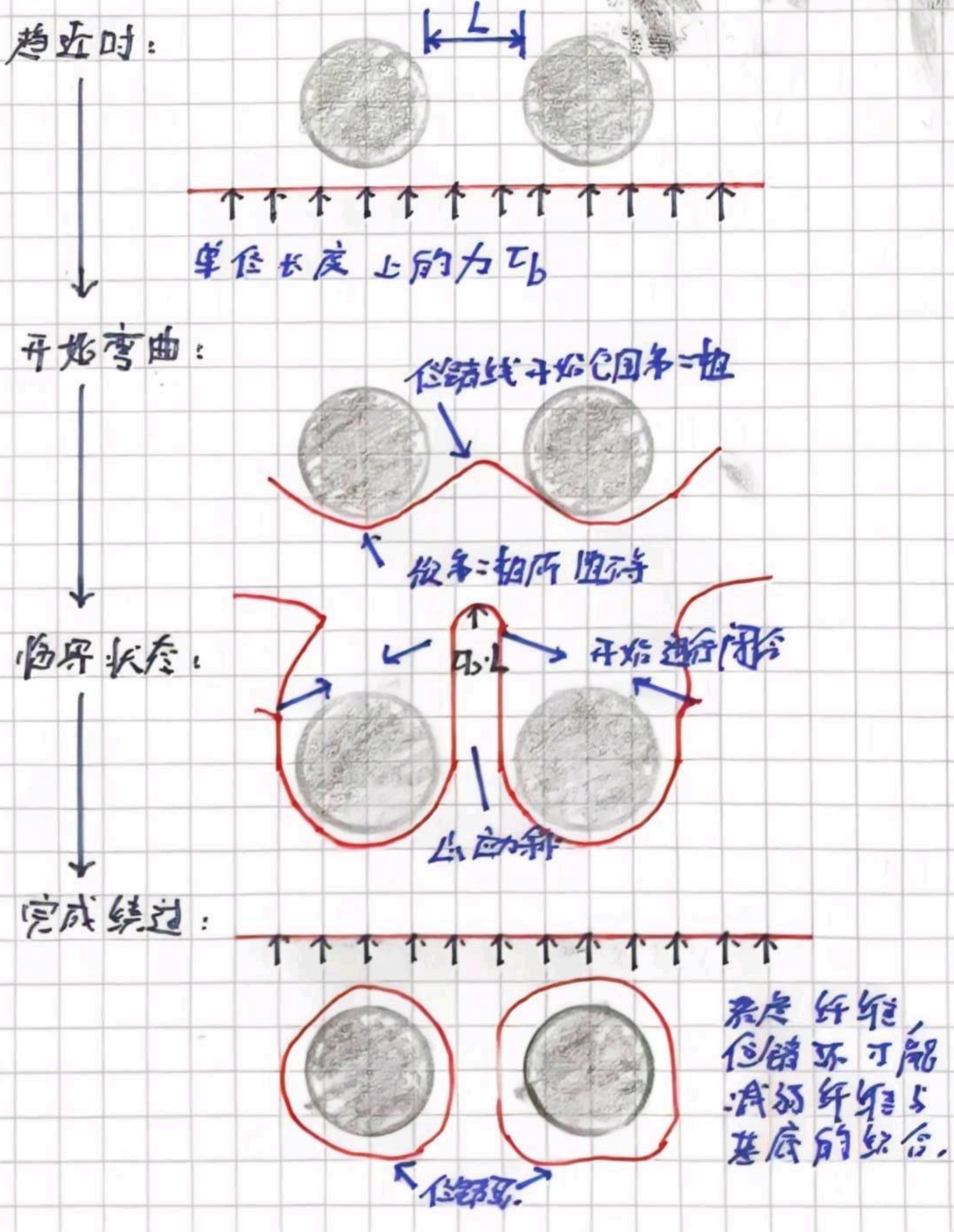


位错切过第二相

当第二相的尺寸较小并与基体保持共格时，能被位错切过。

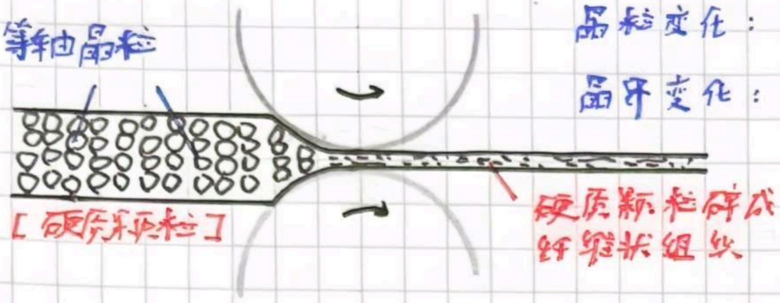
位错绕过第二相

当第二相的尺寸增大并使之失去与基体的共格，第二相不能被切过。



对材料的冷变形加工是改变材料中的晶粒形状、引入位错以及加工硬化的重要手段。此外，大量冷变形还可以产生形变织构，引入各向异性。

冷变形金属的组织变化



晶粒变化：等轴晶粒 → 纤维状

晶界变化：面积变大，不清晰

残余应力

在冷加工变形后，内部的平衡应力很大，当外力在撤去后，材料的残余应力很大。

- 会引起工件的应力腐蚀，并且对于铸件易开裂。
- 不过残余应力有利于提高材料的强度和硬度。

不过对于滚压工艺，存在有
- 表面产生侧面微小变形。
- 芯部不发生变形。

加工硬化对材料性能的影响

① 变形量适中：材料的强度提升，韧性下降

② 变形量过大：产生过大的形变，会引入形变织构，致使各向异性。

形变织构与各向异性

- 形变织构具有选择性

在冷塑性变形中，若变形量较大时，多晶体中各个晶粒的某些位向与变形方向形成择优取向，从而产生形变织构，呈各向异性。

- 可利用形变织构，制造硅钢片，在特定方向上磁学优异。

冷变形金属的回复阶段

冷变形金属在退火工艺中，会先后经历回复、再结晶与二次再结晶三个阶段。

二次再结晶：晶粒的长大
- 异常的晶粒长大
- 正常的晶粒长大

回复的驱动力：冷变形储藏能（畸变能）

这些能量会以过饱和点缺陷和位错的形式储藏在金属当中。

回复的基本机制

低温回复　过量空位消失

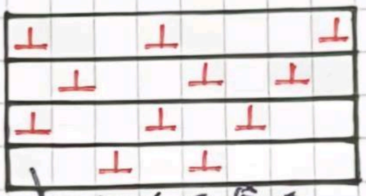
- 迁移到自由表面
- 与间隙原子复合
- 聚集成片 崩塌成位错环

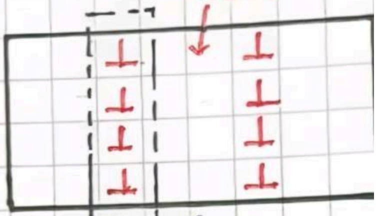
中温回复　位错滑移

- 同一滑移面异号位错相消
- 相邻滑移面异号位错形成空位或间隙原子
- 位错重新分布

高温回复　形成亚晶

- 位错攀移而多变化形成亚晶
- 位错反应形成亚晶





冷变形金属的再结晶

再结晶的驱动力：冷变形储藏能（畸变能）

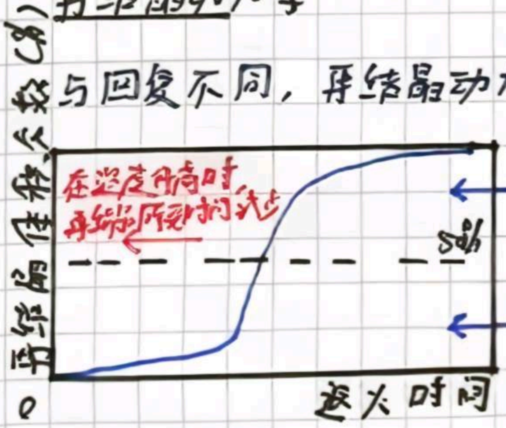
这些能量以位错的形式储藏在金属当中，并且存在若回复过度，无法正常再结晶.

再结晶的形核

- □ 再结晶形核后，晶核基体的成分，结构与原来相同.
  因此：再结晶不是相变.
- □ 与基体相比，晶核中位错密度大大降低.
- □ 形核于畸变能较大的位置，如晶界、相界、孪晶界、亚晶界处.

再结晶动力学

与回复不同，再结晶动力学曲线形状"S"：



在后50%时，再结晶形核速率变低

在前50%时，再结晶形核速率加快

不同温度下，达到相同再结晶分数所需时间与温度的关系如下：

$$\frac{1}{t} = (常数)\, e^{-\frac{Q}{RT}}$$

式中，Q－再结晶激活能

R－气体常数

影响再结晶的因素.

核心 如何影响冷变形后的材料的畸变能

[1] 冷变形度

临界变形度：在给定温度下发生再结晶所需的最小变形量.

小于 临界变形度 → 不发生再结晶

大于 临界变形度 → 会发生再结晶

冷变形度↑ 晶粒尺寸↓

[2] 退火温度

存在一个冷变形金属能够发生再结晶的最低温度—再结晶温度

$T_{再} \approx 0.4 T_{熔}$

退火温度↑ 临界变形度↓ 晶粒尺寸↑

[3] 原始晶粒尺寸

原始晶粒尺寸越小，则冷变形储藏能越大，此时，

$T_{再}$↓ 晶粒尺寸↓

[4] 第二相原子

大而稀 促进再结晶. 第二相表面促进形核.

小而密 阻碍再结晶. 因阻碍位错运动，故阻碍形核.

[5] 微量溶质元素

阻碍再结晶. 因溶质原子阻碍再结晶晶粒长大.

溶质浓度↑ $T_{再}$↑ 晶粒尺寸↓

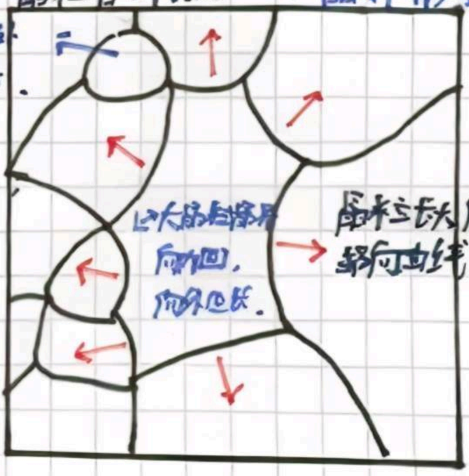
再结晶完成后晶粒的特点：晶粒大小不匀，晶界形状不同

再结晶后的晶粒长大

晶粒长大的驱动力：总界面能降

温度的影响：温度↑，长大速率↑

第二相影响：阻止晶界的迁移



二次再结晶过程

二次再结晶：再结晶晶粒长大过程中，当温度升高某一温度时，个别晶粒会突然剧烈长大

对性能影响：降低强度、塑性和韧性

补充的特别信息

流变应力：当加工硬化与回复再结晶相平衡的应力.

热加工对材料组织性能的影响

热加工工艺针对的是承重要的零件和部分.

热锻工艺

①控制好终锻的 { 终锻变形量 (=) 不能过小 } 形成细晶组织.
{ 终锻温度 (=) 控制在再结晶温度稍高点 }

②在高温下的压力加工，可以使材料中的微裂纹闭合，焊合松散、空孔，防止产生断裂裂纹.

③反复的锻打断枝晶及粗大晶粒，改善材料的偏析.